

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2004-285430

(43)Date of publication of application : 14.10.2004

(51)Int.Cl.

C21D 8/00  
 B21J 1/06  
 B21J 5/00  
 // C22C 38/00  
 C22C 38/06  
 C22C 38/58

(21)Application number : 2003-080169

(71)Applicant : NOMURA KOGYO KK  
SUGIMOTO KOICHI

(22)Date of filing : 24.03.2003

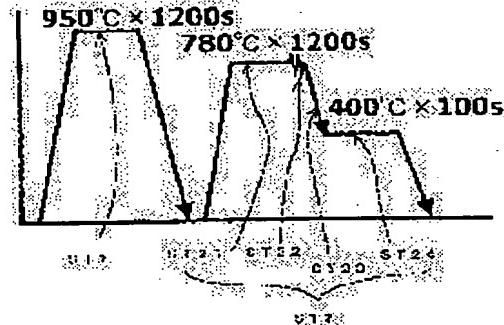
(72)Inventor : ARAI GORO  
SUGIMOTO KOICHI  
INOUE NORIATSU  
HAYAKAWA SHO

## (54) METHOD FOR PRODUCING FORGED PRODUCT

## (57)Abstract:

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To produce a high strength forged product having excellent extending flange quality and workability in which the temperature at the forging needed to the forging can be lowered.

**SOLUTION:** In the producing method for forged product, a steel material composed of, by mass%, 0.06–0.7% C, 0.5–3% Si+Al, 0.5–3% Mn, ≤0.15% P (not including 0%), ≤0.02% S (not including 0%), ≤0.02% N (not including 0%), and the balance Fe with impurity elements, is heated to the temperature range of two phase zone containing the remaining austenite. Thereafter, the forged product is formed by performing the forging in the above temperature range of two phase zone, and this is cooled so as to obtain the structure containing the remaining austenite.



## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

**\* NOTICES \***

JPO and NCIPI are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.\*\*\*\* shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

---

**CLAIMS**

---

**[Claim(s)]****[Claim 1]**

In mass %, C:0.06 – 0.7%, Si+aluminum:0.5–3%, Mn:0.5–3%, P:0.15% or less (0% is not included), S:0.02% or less (0% is not included) and N:0.02% or less (0% is not included) are contained. After heating the steel materials for forging with which the remainder consists of Fe and an impurity element to the temperature requirement of the two-phase region containing retained austenite, The manufacture approach of the forging which carries out the description of cooling so that forging may be performed in the temperature requirement of the above-mentioned two-phase region, a forging may be formed and this may be considered as the organization containing retained austenite.

**[Claim 2]**

The manufacture approach of the forging according to claim 1 characterized by cooling and manufacturing after rolling out said steel materials for forging according to a hot-rolling process, heating these cooled steel materials for forging to the temperature requirement of said two-phase region, performing said forging, carrying out austempering processing at fixed austempering processing temperature after that, and considering as the organization containing retained austenite.

**[Claim 3]**

Said austempering processing temperature is the manufacture approach of the forging according to claim 2 which is 550 degrees C or less in 100-degree-C or more temperature, and is characterized by holding 1 second or more at the temperature.

**[Claim 4]**

The temperature requirement of said two-phase region is the manufacture approach of the forging according to claim 1 characterized by being the temperature requirement which makes a ferrite or a tempered martensite, and retained austenite generate.

**[Claim 5]**

It is the manufacture approach of the forging according to claim 4 characterized by being what the host phase organization contains a ferrite or a tempered martensite 50% or more with a pulse duty factor to all organizations, as for said forging, and the 2nd phase organization may contain retained austenite 1 to 40% with a pulse duty factor to all organizations, and may contain bainite/martensite further.

**[Claim 6]**

The temperature requirement of said two-phase region is the manufacture approach of the forging according to claim 1 characterized by being the temperature requirement which makes temper bainite and retained austenite generate.

**[Claim 7]**

It is the manufacture approach of the forging according to claim 6 characterized by being what the host phase organization contains temper bainite 50% or more with a pulse duty factor to all organizations, as for said forging, and the 2nd phase organization may contain retained austenite 1 to 40% with a pulse duty factor to all organizations, and may contain bainite/martensite further.

## [Claim 8]

The manufacture approach of the forging according to claim 1 characterized by considering as the organization which cools, manufactures after rolling out said steel materials for forging according to a hot-rolling process, heats these cooled steel materials for forging to the temperature requirement of said two-phase region, performs said forging, does continuous cooling after that, and contains retained austenite.

---

[Translation done.]

(19) 日本国特許庁(JP)

## (12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公報番号

特許2004-285430  
(P2004-285430A)

(43) 公開日 平成16年10月14日(2004.10.14)

(51) Int.Cl.  
**C 21 D 8/00**  
**B 21 J 1/06**  
**B 21 J 5/00**  
// **C 22 C 38/00**  
**C 22 C 38/06**

F I  
**C 21 D 8/00**  
**B 21 J 1/06**  
**B 21 J 5/00**  
**C 22 C 38/00** 301 A  
**C 22 C 38/06**

テーマコード(参考)

4 E 087  
4 K 032

審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 15 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号  
(22) 出願日

特許2003-80169 (P2003-80169)  
平成15年3月24日 (2003.3.24)

(71) 出願人 596127299  
野村工業株式会社  
長野県茅野市ちの上原650番地

(71) 出願人 501458405  
杉本 公一

(72) 発明者 荒井 五朗  
長野県茅野市ちの650番地 野村工業株式会社内

(72) 発明者 杉本 公一  
長野県上田市常入一丁目7-91

(72) 発明者 井上 徳篤  
長野県長野市若里4丁目2番53号 コーポ松野203号室

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】鍛造品の製造方法

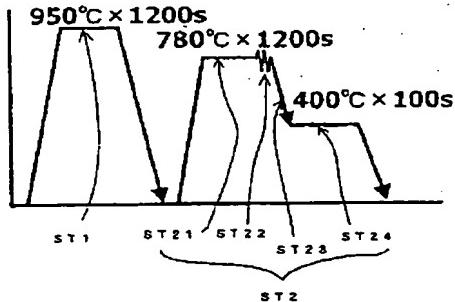
## (57) 【要約】

【課題】鍛造加工に必要な鍛造加工時における温度を低下させることができるとともに、優れた伸びフランジ性を備え加工性にも優れた高強度鍛造品を製造することのできる鍛造品の製造方法を提供すること。

【解決手段】質量%にて、C: 0.06~0.7%, Si + Al: 0.5~3%, Mn: 0.5~3%, P: 0.15%以下(0%を含まない), S: 0.02%以下(0%を含まない), N: 0.02%以下(0%を含まない)を含有し、残部がFe及び不純物元素からなる鍛造用鋼材を、残留オーステナイトを含む2相域の温度範囲に加熱した後、上記2相域の温度範囲で鍛造加工を行なって鍛造品を形成し、これを残留オーステナイトを含む組織とするように冷却する。

【選択図】

図1



## 【特許請求の範囲】

## 【請求項1】

質量%にて、C:0.06~0.7%, Si+Al:0.5~3%, Mn:0.5~3%, P:0.15%以下(0%を含まない), S:0.02%以下(0%を含まない), N:0.02%以下(0%を含まない)を含有し、残部がFe及び不純物元素からなる鍛造用鋼材を、残留オーステナイトを含む2相域の温度範囲に加熱した後、上記2相域の温度範囲で鍛造加工を行なって鍛造品を形成し、これを残留オーステナイトを含む組織とするよう冷却することを特徴する鍛造品の製造方法。

## 【請求項2】

前記鍛造用鋼材を熱延工程により圧延した後冷却を行なって製造し、この冷却した鍛造用鋼材を前記2相域の温度範囲に加熱して前記鍛造加工を行ない、その後一定のオーステンバ処理温度にてオーステンバ処理をし、残留オーステナイトを含む組織とすることを特徴とする請求項1に記載の鍛造品の製造方法。 10

## 【請求項3】

前記オーステンバ処理温度は、100°C以上550°C以下の温度であり、その温度で1秒以上保持することを特徴とする請求項2に記載の鍛造品の製造方法。

## 【請求項4】

前記2相域の温度範囲は、フェライト又は焼戻マルテンサイトと残留オーステナイトとを生成させる温度範囲であることを特徴とする請求項1に記載の鍛造品の製造方法。 20

## 【請求項5】

前記鍛造品は、その母相組織がフェライト又は焼戻マルテンサイトを全組織に対して占有率で50%以上含有し、第2相組織は、残留オーステナイトを全組織に対して占有率で1~40%含有し、更にペイナイト/マルテンサイトを含有してもよいものであることを特徴とする請求項4に記載の鍛造品の製造方法。

## 【請求項6】

前記2相域の温度範囲は、焼戻ペイナイトと残留オーステナイトとを生成させる温度範囲であることを特徴とする請求項1に記載の鍛造品の製造方法。

## 【請求項7】

前記鍛造品は、その母相組織が焼戻ペイナイトを全組織に対して占有率で50%以上含有し、第2相組織は、残留オーステナイトを全組織に対して占有率で1~40%含有し、更にペイナイト/マルテンサイトを含有してもよいものであることを特徴とする請求項6に記載の鍛造品の製造方法。 30

## 【請求項8】

前記鍛造用鋼材を熱延工程により圧延した後冷却を行なって製造し、この冷却した鍛造用鋼材を前記2相域の温度範囲に加熱して前記鍛造加工を行ない、その後連続冷却して残留オーステナイトを含む組織とすることを特徴とする請求項1に記載の鍛造品の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

## 【発明の属する技術分野】

本発明は、加工性に優れた高強度鍛造品の製造方法に関し、自動車および工作機械などの部品を製造するのに好適な高強度鍛造品の製造方法に関するものである。 40

## 【0002】

## 【従来の技術】

自動車や産業用機械等に使用される鍛造品は、優れた強度と延性を兼ね備えていることが要求され、この様な要求特性は近年、益々、高まっている。このような鍛造品を鍛造加工により製造する場合、1100°C~1300°C程度、或いはそれ以上の高温で鍛造加工することが通常である。しかしながら、このような高温で鍛造することは鍛造加工するための金型の寿命が短くなり、鍛造費用が増大する原因となっている。

## 【0003】

一方、上記の様な要求特性を満足させるため、組織中に残留オーステナイト( $\gamma_R$ )を生 50

成させ、加工変形中に $\gamma_{\text{F}}$ がマルテンサイトに誘起変態（歪み誘起変態：TRIP）して延性を向上させる残留オーステナイト鋼材が知られている。この鋼材では、残留オーステナイト（ $\gamma_{\text{F}}$ ）の加工誘起変態効果に加えて、延性がフェライト及び残留オーステナイトによって、強度はベイナイト及びマルテンサイトによって確保される。

## 【0004】

しかしながら、自動車や産業用機械等に使用される鍛造品として、鍛造加工温度を低下させても、優れた強度を持ち、軽量化にも対応することができる優れた伸びフランジ性を備え加工性にも優れた高強度鍛造品は未だ提案されるに至ってはいない。

## 【0005】

## 【特許文献1】

10

特開平10-330836号公報

特開2002-302734号公報

## 【0006】

## 【発明が解決しようとする課題】

本発明の課題は、鍛造加工に必要な鍛造加工時における温度を低下させることができるとともに、優れた伸びフランジ性を備え加工性にも優れた高強度鍛造品を製造することのできる鍛造品の製造方法を提供することにある。

## 【0007】

## 【課題を解決するための手段】

20

上記課題を解決するために、本発明では、質量%にて、C:0.06~0.7%, Si+Al:0.5~3%, Mn:0.5~3%, P:0.15%以下(0%を含まない), S:0.02%以下(0%を含まない), N:0.02%以下(0%を含まない)を含有し、残部がFe及び不純物元素からなる鍛造用鋼材を、残留オーステナイトを含む2相域の温度範囲に加熱した後、上記2相域の温度範囲で鍛造加工を行なって鍛造品を形成し、これを残留オーステナイトを含む組織とすることを特徴する。

## 【0008】

本発明では、残留オーステナイトを含む2相域の温度範囲に加熱し、この2相域の温度で鍛造加工を行なって鍛造品を形成し、これを残留オーステナイトを含む組織とすることに冷却するものであるから、熱間鍛造におけるように、1100℃~1300℃程度、或いはそれ以上の高温とせずに2相域の温度範囲で鍛造することができ、また、高強度及び優れた伸びフランジ性及び全伸びの特性を備えた鍛造品を製造することができる。

30

## 【0009】

前記鍛造用鋼材は、熱延工程により圧延した後冷却を行い、この冷却した鍛造用鋼材を前記2相域の温度範囲に加熱して鍛造加工を行ない、その後一定のオーステンバ処理温度にてオーステンバ処理をし、残留オーステナイトを含む組織とすることが好ましい。このオーステンバ処理温度は、100℃以上550℃以下の温度とするのがよい。なお、一定のオーステンバ処理温度にてオーステンバ処理をせずに、3℃/秒以上の冷却速度で連続冷却するようにしてもよい。

## 【0010】

前記2相域の温度範囲は、例えば、フェライト又は焼戻マルテンサイトと残留オーステナイトとを生成させる温度範囲であり、前記鍛造品は、その母相組織が焼戻マルテンサイトを全組織に対して占有率で50%以上含有し、第2相組織は、残留オーステナイトを全組織に対して占有率で1~40%含有しており、更にベイナイト/マルテンサイトを含有してもよいものである。

40

## 【0011】

又は、前記2相域の温度範囲は、焼戻ベイナイトと残留オーステナイトとを生成させる温度範囲であり、前記鍛造品は、その母相組織が焼戻ベイナイトを全組織に対して占有率で50%以上含有し、第2相組織は、残留オーステナイトを全組織に対して占有率で1~40%含有しており、更にベイナイト/マルテンサイトを含有してもよいものである。

50

## 【0012】

## 【発明の実施の形態】

本発明者らは、高い伸びフランジ性を維持したまま、しかも、大きな引伸びを有する低合金TRIP鋼を用いて鍛造品を製造することを検討した。その結果、転位密度の低い軟質ラス組織からなる焼戻マルテンサイトを母相とし、第2相として、残留オーステナイト( $\gamma_R$ )相を有する組織に制御して鍛造を行えば、所期の目的が達成されることを見出した。

## 【0013】

また、転位密度の低い軟質ラス組織からなる焼戻ベイナイトを母相とし、第2相として、残留オーステナイト( $\gamma_R$ )相を有する組織に制御して鍛造を行なっても、所期の目的が達成されることを見出した。  
10

## 【0014】

まず、本発明を特徴付ける組織について説明するが、母相組織として、焼戻マルテンサイトの場合と焼戻ベイナイトの場合と同様の説明が適用できるので、以下に焼戻マルテンサイトを母相とする組織の場合について説明する。

## 【0015】

本発明の鍛造用鋼材は、母相組織として、フェライト又は焼戻マルテンサイトを全組織に対して占積率で50%以上含有し；第2相組織として、残留オーステナイトを全組織に対して占積率で1～40%含有し、更にベイナイト／マルテンサイトを含有しても良いものである。  
20

## 【0016】

本発明における焼戻マルテンサイトは、転位密度が少なく軟質であり、しかも、ラス状組織を有するものを意味する。これに対し、マルテンサイトは転位密度の多い硬質組織である点で、上記焼戻マルテンサイトとは相違し、両者は、例えば透過型電子顕微鏡(TEM)観察などによって区別することができる。また、従来の残留オーステナイト $\gamma_R$ 鋼板は、転位密度の少ない軟質のブロック状フェライト組織を有する点で、上記焼戻マルテンサイトを母相とする本発明の鋼材とは相違するが、本発明における鍛造品の製造方法には適用することができる。

## 【0017】

また、上記焼戻マルテンサイトは、同一成分系(基本成分であるC, Si, Mnを同じにした系)におけるポリゴナルフェライトに比べ、ビックアース硬さ(Hv)が概して高いという傾向を有する。焼戻マルテンサイト及びポリゴナルフェライトにおける硬度は、C, Mn, Siの基本成分との関係で表すと、概ね、下記の関係式となっている。  
30

## 【0018】

焼戻マルテンサイトの硬度(Hv)  $\geq 500 [C] + 30 [Si] + 3 [Mn] + 50$   
ポリゴナルフェライトの硬度(Hv)  $\approx 200 [C] + 30 [Si] + 3 [Mn] + 50$

式中、[ ]は各元素の含有量(質量%)を意味する。なお、この関係式は、焼戻ベイナイトの硬度(Hv)の場合も同様である。

## 【0019】

ちなみに、上記関係式により得られる硬度(計算値)は、実測値をほぼ反映したものとなっていることを確認している。  
40

## 【0020】

この様な特徴を有する焼戻マルテンサイトは、後記する通り、A<sub>3</sub>点以上( $\gamma$ 域)より焼入れされたマルテンサイトを、A<sub>1</sub>点以上(約700℃以上)、A<sub>3</sub>点以下の温度で焼鈍することにより得られるものである。

## 【0021】

前述のように、母相組織としては、フェライト又は焼戻マルテンサイトを全組織に対して占積率で50%以上含有すればよいが、上記焼戻マルテンサイトによる伸びフランジ性向上効果を有效地に發揮させる為には、全組織に対して占積率で焼戻マルテンサイトを50%以上有することが必要である。尚、焼戻マルテンサイトの量は、 $\gamma_R$ とのバランスによつ  
50

て定められるものであり、所望の特性を發揮し得る様、適切に制御する。

【0022】

残留オーステナイト ( $\gamma_R$ ) は全伸びの向上に有用であり、この様な作用を有効に發揮させる為には、全組織に対して占積率で 1 % 以上（好ましくは 3 % 以上）存在することが必要である。一方、多量に存在すると伸びフランジ性が劣化するので、上限は 40 % 程度であり、好ましくは 20 % 以下がよい。

【0023】

なお、焼戻ベイナイトの場合も、伸びフランジ性向上効果を有効に發揮させる為には、全組織に対して占積率で焼戻マルテンサイトを 50 % 以上有することが必要である。この場合、残留オーステナイト ( $\gamma_R$ ) は、全組織に対して占積率で 1 % 以上（好ましくは 3 % 以上）存在することが必要であり、多量に存在すると伸びフランジ性が劣化するので、上限は 40 % 程度である。残留オーステナイト ( $\gamma_R$ ) の好ましい占有率は、鋼中 C 量によつても若干異なり、C : 0.06 ~ 0.25 % の場合は、好ましくは 20 % 以下、より好ましくは 15 % 以下がよく、C : 0.25 ~ 0.7 % の場合は、好ましくは 25 % 以下がよい。

10

【0024】

ここで、従来の TRIP 型鋼における  $\gamma_R$  は、旧オーステナイト粒界内にランダムな方位の  $\gamma_R$  が存在しているのに對し、本発明における  $\gamma_R$  は、同一パケット内のブロック境界などに沿つて同一方位を有する  $\gamma_R$  が存在し易いという特徴がある。

20

【0025】

また、本発明における  $\gamma_R$  の形態は、ラス状であることが好ましい。ここで、「形態がラス状である」とは、平均軸比（長軸／短軸）が 2 以上（好ましくは 4 以上であり、好ましい上限は 30 以下である）のものを意味する。上記ラス状の  $\gamma_R$  は、従来の  $\gamma_R$  と同様の TRIP 効果が得られるのみならず、更に顕著な伸びフランジ性向上効果も奏するものである。

30

【0026】

従来の残留オーステナイト鋼は、硬質相の周りの軟質相（母相）の変形が進むと、該軟質相との界面にボイドが発生し易くなるので、伸びフランジ性が劣化するというデメリットがあつた。これに対し、母相を従来のフェライトではなく焼戻マルテンサイト又は焼戻ベイナイトとすることにより、ボイドの生成が抑えられ、伸びフランジ性が向上した。更に、ラス状  $\gamma_R$  の形態を所定の軸比となる様に制御すれば、従来の  $\gamma_R$  より伸び及び伸びフランジ性の向上が可能となつた。

30

【0027】

更に上記  $\gamma_R$  中の C 濃度 ( $C_{\gamma_R}$ ) は 0.3 % 以上であることが好ましい。この  $C_{\gamma_R}$  は、TRIP（歪誘起変態加工）の特性に大きく影響し、0.3 % 以上に制御すると、伸び等の向上に有効である。好ましくは 0.5 % 以上、より好ましくは 0.8 % 以上である。尚、上記  $C_{\gamma_R}$  の含有量は多い程好ましいが、実操業上、調整可能な上限は、概ね 1.6 % である。

40

【0028】

本発明の鋼板は、上記組織のみ、即ち、焼戻マルテンサイト及び  $\gamma_R$  の混合組織（又は、焼戻ベイナイト及び  $\gamma_R$  の混合組織）からなつていても良いが、本発明の作用を損なわぬ範囲で、他の異種組織として、ベイナイト及び／又はマルテンサイトを有していても良い。これらの組織は本発明の製造過程で必然的に残存し得るものであるが、少ない程好ましい。

40

【0029】

次に、本発明鋼板を構成する基本成分について説明する。以下、化学成分の単位はすべて質量 % である。

【0030】

C は、高強度を確保し、且つ、 $\gamma_R$  を確保するために必須の元素である。詳細には、 $\gamma$  相中に充分な C 量を含み、室温でも所望の  $\gamma$  相を残留させる為に重要な元素であり、強度一

50

伸びフランジ性のバランスを高めるのに有用である。特にC量を0.2%以上添加すると、 $\gamma_R$ 量が増加し、更に $\gamma_R$ へのC濃縮が高くなるので、極めて高い強度一伸びバランスを得ることができる。但し、0.7%を超えて添加しても、その効果が飽和してゆく。従って、高い伸び等が要求される場合には、C:0.2~0.7%程度（より好ましくは0.3%以上）に制御することが好ましい。

## 【0031】

S<sub>i</sub>及びA<sub>1</sub>は、 $\gamma_R$ が分解して炭化物が生成するのを有効に抑える元素である。特にS<sub>i</sub>は、固溶強化元素としても有用である。この様な作用を有効に発揮させる為には、S<sub>i</sub>及びA<sub>1</sub>を合計で0.5%以上添加することが必要である。好ましくは0.7%以上、より好ましくは1%以上である。但し、上記元素を合計で、3%を超えて添加しても上記効果は飽和してしまい、また、多量に添加すると、熱間脆性を起こす為、その上限を3%とする。好ましくは2.5%以下、より好ましくは2%以下である。

10

## 【0032】

Mnは、オーステナイトを安定化し、所望の $\gamma_R$ を得る為に必要な元素である。この様な作用を有効に発揮させる為には、0.5%以上添加することが必要である。好ましくは0.7%以上、より好ましくは1%以上である。但し、3%を超えて添加すると、鉄片割れが生じる等の悪影響が見られる。好ましくは2.5%以下、より好ましくは2%以下である。

## 【0033】

Pは、所望の $\gamma_R$ を確保するのに有効な元素である。この様な作用を有効に発揮させる為には、0.15%以下（0%を含まない）添加することが推奨される。但し、0.1%を超えて添加すると二次加工性が劣化するので、より好ましくは0.1%以下である。

20

## 【0034】

Sは、鋼中のMnと結合してMnSなどの硫化物を形成し、鋼材の韌性を低下させるとともに、被削性を向上させるための元素である。好ましくは0.02%以下、より好ましくは、0.015%以下（0%を含まない）とする。

## 【0035】

Nは、A<sub>1</sub>等の窒化物形成元素と結合してオーステナイト結晶粒を微細化させ、延性や曲げ加工性を向上させるために含有されるものである。好ましくは0.02%以下、より好ましくは、0.015%以下（0%を含まない）とする。

30

## 【0036】

本発明の鋼は上記成分を基本的に含有し、残部は、実質的に鉄及び不純物であるが、その他、本発明の作用を損なわない範囲で、以下の許容成分を添加することができる。

## 【0037】

Mo:1%以下（0%を含まない）、Ni:0.5%以下（0%を含まない）、Cu:0.5%以下（0%を含まない）、Cr:1%以下（0%を含まない）の元素は、鋼の強化元素として有用であると共に、 $\gamma_R$ の安定化や所定量の確保に有効な元素である。この様な作用を有効に発揮させる為には、Mo:0.05%以上（より好ましくは0.1%以上）、Ni:0.05%以上（より好ましくは0.1%以上）、Cu:0.05%以上（より好ましくは0.1%以上）、Cr:0.05%以上（より好ましくは0.1%以上）を、夫々添加することが好ましい。但し、Mo及びCrは1%、Ni及びCuは0.5%を超えて添加しても上記効果が飽和してしまい、経済的に有効でない。より好ましくはMo:0.8%以下、Ni:0.4%以下、Cu:0.4%以下、Cr:0.8%以下である。

40

## 【0038】

Ti:0.1%以下（0%を含まない）、Nb:0.1%以下（0%を含まない）、V:0.1%以下（0%を含まない）の元素は、析出強化及び組織微細化効果があり、高強度化に有用な元素である。この様な作用を有効に発揮させる為には、Ti:0.01%以上（より好ましくは0.02%以上）、Nb:0.01%以上（より好ましくは0.02%以上）、V:0.01%以上（より好ましくは0.02%以上）を、夫々添加することが

50

好みしい。但し、いずれの元素も0.1%を超えて添加すると上記効果が飽和してしまい、経済的に有効でない。より好ましくはTi:0.08%以下、Nb:0.08%以下、V:0.08%以下である。

#### 【0039】

Ca:30ppm以下、及び、REM(希土類元素):30ppm以下の元素は、鋼中硫化物の形態を制御し、加工性向上に有効な元素である。ここで、本発明に用いられる希土類元素としては、Sc、Y、ランタノイド等が挙げられる。上記作用を有効に發揮させる為には、元々、3ppm以上(より好ましくは5ppm以上)添加することが好みしい。但し、30ppmを超えて添加しても上記効果が飽和してしまう。より好ましくは25ppm以下である。  
10

#### 【0040】

次に、本発明における鍛造品を製造する方法について説明する。この方法は、熱延工程(ST1)及び鍛造工程(ST2)を経由して所望の鍛造品を製造する方法である。この工程の説明図を図1に示す。

#### 【0041】

##### 熱延工程(ST1)

上記熱延工程は、(A<sub>3</sub>-50)℃以上の温度で仕上圧延を終了する工程であり、この熱延条件は、所望の母相組織(例えば、焼入マルテンサイト)を得る為に設定されたものである。熱延仕上温度(FDT)は(A<sub>3</sub>-50)℃以上、好ましくは、A<sub>3</sub>点以上の温度とすることが好みしい。これにより所望の焼入マルテンサイトを得ることができる  
20

#### 【0042】

上記熱延仕上げの後、冷却するが、冷却条件(CR)は、20℃/s以上(好みしくは30℃/s以上)の平均冷却速度で、フェライト変態やパーライト変態を避けてMs点以上Bs点以下まで冷却することが推奨される。これにより、ボリゴナルフェライト等を生成させることなく、所望の焼入マルテンサイトを得ることができる。熱延後の平均冷却速度は、最後のγ<sub>R</sub>の形態にも影響を与え、平均冷却速度が速ければ、ラス状を呈することになる。尚、平均冷却速度の上限は特に限定されず、大きければ大きい程良いが、実操業レベルとの関係で、適切に制御すればよい。

#### 【0043】

尚、熱延工程(ST1)では、所望の焼入マルテンサイトを得る為に、上記の各条件を適切に制御することが推奨されるが、その他の条件、例えば加熱温度等は、通常実施される条件(例えば約900~1300℃)を適宜選択することができる。

#### 【0044】

##### 鍛造工程(ST2)

上記の熱延に引き続き、鍛造を行う。但し、熱延後の形状が悪い時には形状修正の目的で、上記の熱延を行った後に、当該鍛造を行う前に、冷延処理しても良い。ここで、冷延率は1~30%とすることが好みしい。30%を超えて冷間圧延すると、2相域焼鈍時にボリゴナルフェライトが核生成してしまうからである。但し、フェライトが含まれるものであっても、本発明における鍛造は可能である。  
40

#### 【0045】

上記鍛造工程(ST2)は、A<sub>1</sub>点以上A<sub>3</sub>点以下の温度で10~1500秒加熱保持する工程(ST21);その温度で鍛造を行う工程(ST22);鍛造後、3℃/s以上の平均冷却速度で、100℃以上550℃以下の温度まで冷却する工程(ST23);及び該温度域で1秒以上保持する工程(ST24)を包含する。これらの条件は、熱延工程で生成した母相組織(焼入マルテンサイト)を焼戻して所望の焼戻マルテンサイトを得ると共に、第2相(γ<sub>R</sub>)を得る為に設定されたものであり、この温度領域で鍛造を行うことが重要である。

#### 【0046】

まず、ST21において、A<sub>1</sub>点以上A<sub>3</sub>点以下の温度で10~1500秒均熱すること  
50

により、所望の焼戻マルテンサイト及び $\gamma_R$ を生成させる(2相域焼戻)。上記温度を超えると、すべて $\gamma$ となってしまい、一方、上記温度を下回ると、所望の $\gamma$ が得られないからである。更に、上記加熱保持時間の制御は、所望の組織を得る為に重要である。10秒未満では、焼戻が不足し、所望の焼戻マルテンサイトが得られないからである。好ましくは20秒以上、より好ましくは30秒以上である。

## 【0047】

そして、ST22において、この2相域の状態で鍛造を行い、所望の鍛造品の形状とする

## 【0048】

次いで、ST23において、平均冷却速度(CR)を、3°C/s以上(好ましくは5°C/s以上)に制御し、パーライト変態を避けながら、100°C以上(好ましくは200°C以上)550°C以下(好ましくは480°C以下)の温度(ベイナイト変態)まで冷却し、更に、ST24において、この温度域で1秒以上(好ましくは5秒以上)保持し、オーステンバ処理を行う。これにより、 $\gamma_R$ へのC濃縮を、多量に且つ極めて短時間に得ることができる。なお、3°C/s以上の冷却速度で連続冷却するようにし、オーステンバ処理を行わなくてもよい。

10

## 【0049】

ここで、平均冷却速度は上記範囲が好ましいが、ST23、ST24の条件とせず、自然冷却を行ってもよい。

20

## 【0050】

尚、冷却中に所望のC $\gamma$ 量を一層効率よく生成させる為に、上記冷却工程を、(A1点~600°C)の温度( $T_q$ )まで、15°C/s以下の平均冷却速度で冷却する工程；及び100°C以上550°C以下の温度まで、20°C/s以上の平均冷却速度で冷却する工程を包含する二段冷却法としてもよい。

20

## 【0051】

このうち、上記(A1点~600°C)の温度域まで、15°C/s以下(好ましくは10°C/s以下)の平均冷却速度で冷却すると、Cが $\gamma$ に、より多く濃縮される。次に、上記100°C以上550°C以下の温度域まで、20°C/s以上(好ましくは30°C/s以上、より好ましくは40°C/s以上)の平均冷却速度で冷却すると、 $\gamma$ がパーライトに変態することが抑制され、 $\gamma$ が低温でも残留する結果、所望の $\gamma_R$ 組織が得られる。尚、当該平均冷却速度の上限は特に限定されず、大きければ大きい程好ましいが、実操業レベルとの関係で適切に制御するようとする。

30

## 【0052】

上記の如く冷却し、オーステンバ処理するが、特にオーステンバ処理温度は、所望の組織を確保して本発明の作用を發揮させるのに重要である。上記温度範囲に制御すれば、安定且つ多量の $\gamma_R$ が得られ、これにより、 $\gamma_R$ によるTRIP効果が発揮される。これに対し、100°C未満では、マルテンサイト相が存在し、一方、550°Cを超えるとベイナイト相が多量に増加する。

40

## 【0053】

尚、上記保持時間の上限は特に限定されないが、オーステナイトがベイナイトに変態する時間を考慮すると、100,000秒以下、好ましくは5000秒以下に制御することが好ましい。

40

## 【0054】

また、上記工程では、所望の焼戻マルテンサイト及び $\gamma_R$ の他、本発明の作用を損なわない範囲で、更にベイナイト及び/又はマルテンサイト組織が生成していても構わない。

## 【0055】

以下実施例に基づいて本発明を詳述する。ただし、下記実施例は本発明を制限するものではなく、本発明の趣旨を逸脱しない範囲で変更実施することは全て本発明の技術範囲に含まれる。

## 【0056】

50

## 【実施例】

鋼の成分組成としては、表1に示すように、本発明の範囲内における供試鋼A～Eを用意した。これら表1に記載の成分組成からなる供試鋼（表中の単位は質量%）を、図1に示す熱延工程（ST1）により加熱して真空溶製し、板厚10mm、板巾10mm、長さ80mmの角状鍛造母材を作製した。具体的には、各供試鋼を950℃で20分間加熱した後、50℃/sの平均冷却速度で室温まで冷却した。

## 【0057】

## 【表1】

STEEL	C	Si	Mn	P	S	Al	N
A	0.10	1.49	1.50	0.015	0.0012	0.038	0.0020
B	0.20	1.51	1.51	0.015	0.0011	0.040	0.0021
C	0.29	1.46	1.50	0.014	0.0012	0.043	0.0021
D	0.40	1.49	1.50	0.015	0.0012	0.045	0.0021
E	0.61	1.50	1.53	0.015	0.0011	0.041	0.0022

10

## 【0058】

次に、所望の鍛造品を製造するため、図1に示すように、角状鍛造母材を2相域の温度領域まで加熱し、この2相域の状態にて1200秒焼鈍し、この状態で鍛造を行った。鍛造の圧下率は、0%，10%，30%，50%，60%と設定した（但し、実測値はバラツキを有している）。こうして作製した鍛造品を、平均冷却速度30℃/sで、400℃まで冷却して100秒保持した（オーステンバ処理）。

20

## 【0059】

この様にして得られた各鍛造品について、圧下率R%と残留オーステナイト体積率f<sub>s</sub>（体積%）との関係、及び、圧下率R%と残留オーステナイト中の炭素濃度C<sub>s</sub>（質量%）との関係を図2に示す。この図は、前組織が焼き入れマルテンサイト組織であるAM鋼（TRIP型焼鈍マルテンサイト鋼）の場合である。

30

## 【0060】

図2に示すように、圧下率R%と残留オーステナイト体積率f<sub>s</sub>（体積%）との関係では、供試鋼Aを示す0.1%C鋼の場合でも、約3%以上の残留オーステナイト体積率を得ることができ、これは圧下率R%を変えてもほとんど変わることはない。このように圧下率R%を変えても残留オーステナイト体積率がそれほど変わらない傾向は、供試鋼Bを示す0.2%C鋼、供試鋼Cを示す0.3%C鋼でも見られるが、供試鋼Bを示す0.2%C鋼の場合、約10%以上の残留オーステナイト体積率を得ることができ、また、供試鋼Cを示す0.3%C鋼の場合、約20%以上の残留オーステナイト体積率を得ることができた。これに対して、供試鋼D、Eの場合は、供試鋼B、供試鋼Cの場合より高い残留オーステナイト体積率を得ることができるが、圧下率が大きくなるに従って残留オーステナイト体積率が小さくなる傾向がみられ、供試鋼Eを示す0.6%C鋼の場合、大きく低下する。従って、安定した特性を得るためにには、Cは0.5%以下が好ましい。しかし、全体として、約3%以上の残留オーステナイト体積率は確保することができる。

40

## 【0061】

図2において、残留オーステナイト中の炭素濃度C<sub>s</sub>（質量%）は、全ての供試鋼について、また、全ての圧下率に対して、0.3%以上を得ることができた。この残留オーステナイト中の炭素濃度C<sub>s</sub>（質量%）は、0.8%以上であることがより好ましい。この点より、供試鋼C、D、Eである0.3%C鋼、0.4%C鋼、0.6%C鋼が好ましいが、供試鋼Bの0.2%C鋼でも圧下率R%を30%以内とすれば、炭素濃度C<sub>s</sub>を0.8%以上を確保することができる。

50

## 【0062】

次に、図3は、前組織がフェライト・パーライト三延組織であるPF鋼（TR：P型複合組織鋼）の場合における、圧下率R%と残留オーステナイト体積率f<sub>1</sub>、（体積%）との関係、及び、圧下率R%と残留オーステナイト中の炭素濃度C、（質量%）との関係を示す。

## 【0063】

図3に示すように、三下率R%と残留オーステナイト体積率f<sub>1</sub>、（体積%）との関係では、供試鋼Aを示す0.1%C鋼の場合でも、約10%の残留オーステナイト体積率を得ることができ、これは圧下率R%を変えてもほとんど変わることはない。このように三下率R%を変えても残留オーステナイト体積率がそれほど変わらない傾向は、供試鋼Bを示す0.2%C鋼でも見られる。供試鋼Cを示す0.3%C鋼、供試鋼Dを示す0.4%C鋼の場合、圧下率50%で大きく低下する傾向がみられるが、この場合でも、約10%の残留オーステナイト体積率を得ることができ、また、50%以下の圧下率であれば、約20%以上の残留オーステナイト体積率を確保することができる。なお、供試鋼Eを示す0.6%C鋼の場合、約5%以上の残留オーステナイト体積率は確保することができるが、大きく変動するので、安定した残留オーステナイト体積率の特性を得るために、Cは0.5%以下が好ましい。

## 【0064】

図3において、残留オーステナイト中の炭素濃度C、（質量%）は、全ての供試鋼について、また、全ての圧下率に対して、0.5%以上を得ることができた。この残留オーステナイト中の炭素濃度C、（質量%）は、0.8%以上であることがより好ましいが、全ての供試鋼に対して、圧下率R%を30%以内とすれば、炭素濃度C、をほぼ0.8%以上とすることができます。

## 【0065】

次に、図4、図5は、供試鋼Bを示す0.2%C鋼、供試鋼Dを示す0.4%C鋼について、前組織が焼き入れマルテンサイト組織であるAM鋼（図中、Mと略記する）の場合とフェライト・パーライト圧延組織であるPF鋼（図中、FPと略記する）の場合について、圧下率R%と残留オーステナイト体積率f<sub>1</sub>、（体積%）との関係と、圧下率R%と残留オーステナイト中の炭素濃度C、（質量%）との関係をグラフにしたものである。

## 【0066】

図4、図5の結果から、Cの量を増加させると、残留オーステナイト体積率f<sub>1</sub>、（体積%）と、残留オーステナイト中の炭素濃度C、（質量%）を増加させることができるが、Cの量を増加させると、圧下率R%との関係で変動しやすくなり、圧下率R%を50%以下とすることが必要となる。

## 【0067】

次に、図6は、供試鋼Bを示す0.2%C鋼について、前組織がフェライト・パーライト圧延組織であるPF鋼（図中、FPと略記する）の場合と焼き入れマルテンサイト組織であるAM鋼（図中、Mと略記する）の場合について、それぞれの圧下率R%をパラメータとして応力ひずみ曲線をグラフにしたものである。

## 【0068】

前組織がフェライト・パーライト圧延組織であるPF鋼の場合、圧下率R%の変化に対してほとんど同様の応力ひずみ曲線が得られ、前組織が焼き入れマルテンサイト組織であるAM鋼の場合には、圧下率R%を上げることにより、応力を高めることができる。

## 【0069】

次に、図7は、供試鋼Bを示す0.2%C鋼と供試鋼Dを示す0.4%C鋼について、前組織が焼き入れマルテンサイト組織であるAM鋼の場合とフェライト・パーライト圧延組織であるPF鋼の場合について、圧下率R%と降伏応力（YS）、引張強さ（TS）との関係を示すグラフである。それぞれ、Cの量を増加させると、それぞれの値を増加させることができる。

## 【0070】

10

20

30

40

50

次に、図8は、供試鋼Bを示す0.2%C鋼と供試鋼Dを示す0.4%C鋼について、前組織が焼き入れマルテンサイト組織であるAM鋼の場合とフェライト・バーライト圧延組織であるPF鋼の場合について、圧下率R%と全伸び(TEI)との関係を示すグラフである。

## 【0071】

次に、図9は、供試鋼Bを示す0.2%C鋼と供試鋼Dを示す0.4%C鋼について、前組織が焼き入れマルテンサイト組織であるAM鋼の場合とフェライト・バーライト圧延組織であるPF鋼の場合について、圧下率R%と断面減少率(韌性)(RA)との関係を示すグラフである。それぞれ、Cの量を増加させると、それぞれの値を減少させることができる。

10

## 【0072】

次に、図10は、供試鋼Bを示す0.2%C鋼と供試鋼Dを示す0.4%C鋼について、前組織が焼き入れマルテンサイト組織であるAM鋼の場合とフェライト・バーライト圧延組織であるPF鋼の場合について、圧下率R%と強度・延性バランス(TS×TEI)との関係を示すグラフである。

## 【0073】

## 【発明の効果】

本発明は、残留オーステナイトを含む2相域の温度範囲に加熱し、この2相域の温度で鍛造加工を行なって鍛造品を形成し、これを残留オーステナイトを含む組織とするように冷却するものであるから、熱間鍛造におけるように、1100°C~1300°C程度、或いはそれ以上の高温とせずに2相域の温度範囲で鍛造することができ、また、高強度及び優れた伸びフランジ性及び全伸びの特性を備えた鍛造品を製造することができる。

20

## 【図面の簡単な説明】

【図1】本発明における鍛造品を製造する方法を説明する説明図である。

【図2】本発明における鍛造品について、圧下率R%と残留オーステナイト体積率f<sub>1</sub>(体積%)との関係、及び、圧下率R%と残留オーステナイト中の炭素濃度C<sub>1</sub>(質量%)との関係を示すグラフである。

【図3】同、圧下率R%と残留オーステナイト体積率f<sub>1</sub>(体積%)との関係、及び、圧下率R%と残留オーステナイト中の炭素濃度C<sub>1</sub>(質量%)との関係を示すグラフである。

30

【図4】供試鋼Bを示す0.2%C鋼について、圧下率R%と残留オーステナイト体積率f<sub>1</sub>(体積%)との関係と、圧下率R%と残留オーステナイト中の炭素濃度C<sub>1</sub>(質量%)との関係を示すグラフである。

【図5】供試鋼Dを示す0.4%C鋼について、圧下率R%と残留オーステナイト体積率f<sub>1</sub>(体積%)との関係と、圧下率R%と残留オーステナイト中の炭素濃度C<sub>1</sub>(質量%)との関係を示すグラフである。

40

【図6】供試鋼Bを示す0.2%C鋼について、圧下率R%をパラメータとした応力ひずみ曲線を示すグラフである。

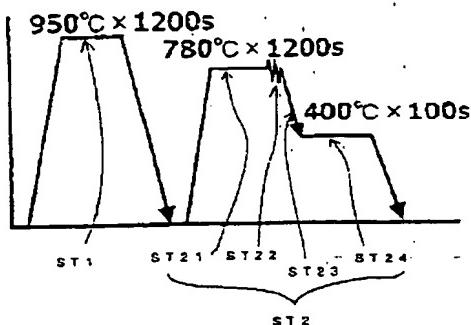
【図7】供試鋼Bを示す0.2%C鋼と供試鋼Dを示す0.4%C鋼について、圧下率R%と降伏応力(YS)、引張強さ(TS)との関係を示すグラフである。

【図8】供試鋼Bを示す0.2%C鋼と供試鋼Dを示す0.4%C鋼について、圧下率R%と全伸び(TEI)との関係を示すグラフである。

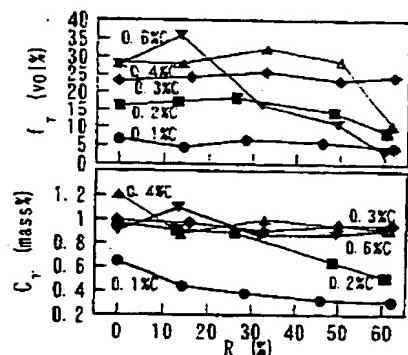
【図9】供試鋼Bを示す0.2%C鋼と供試鋼Dを示す0.4%C鋼について、圧下率R%と断面減少率(韌性)(RA)との関係を示すグラフである。

【図10】供試鋼Bを示す0.2%C鋼と供試鋼Dを示す0.4%C鋼について、圧下率R%と強度・延性バランス(TS×TEI)との関係を示すグラフである。

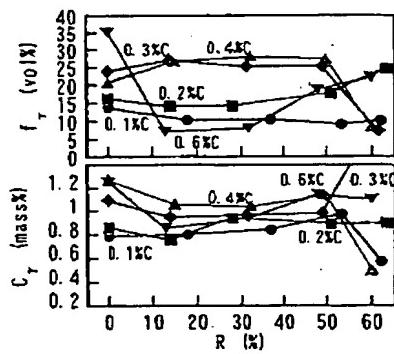
[ 図 1 ]



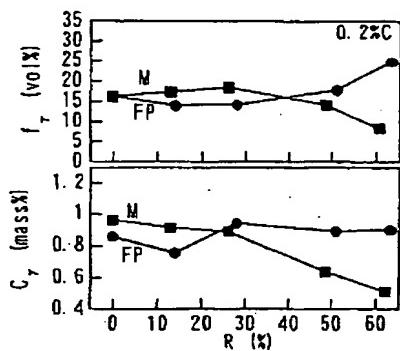
[ 図 2 ]



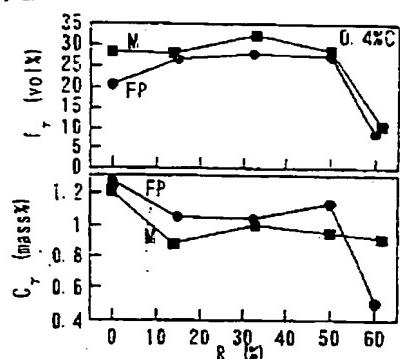
[ 図 3 ]



[ 図 4 ]

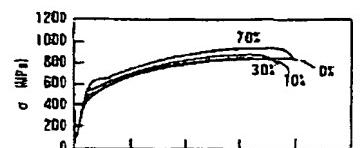


[ 図 5 ]

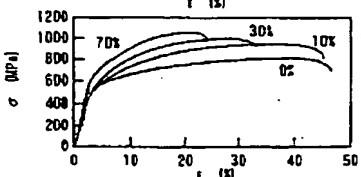


[ 図 6 ]

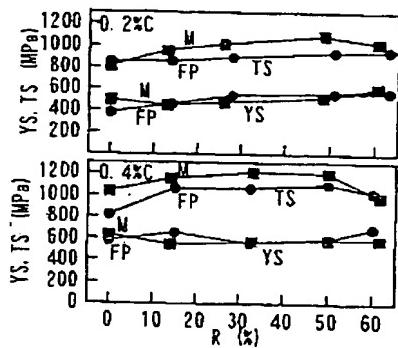
前組織:FP



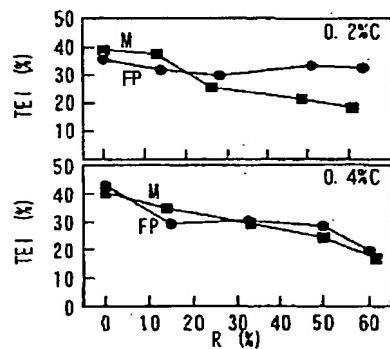
前組織:M



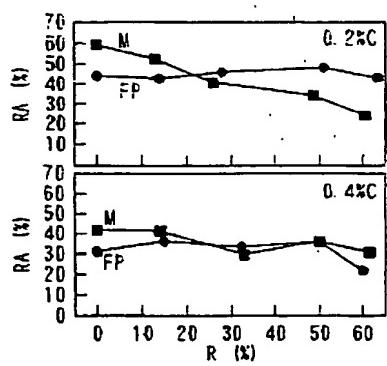
[ 図 7 ]



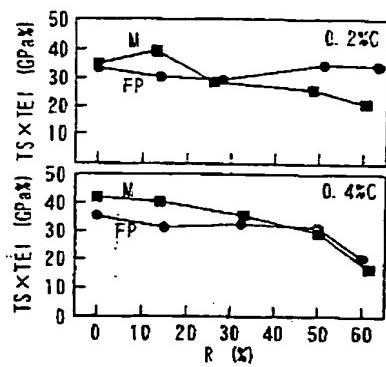
[ 図 8 ]



[ 図 9 ]



[ 図 10 ]



---

フロントページの書き

(51) Int.Cl.  
C 22 C 38/58

F ]  
C 22 C 38/58

テーマコード(参考)

(72) 発明者 三川 桂  
愛知県安城市和泉町西山38  
F ターム(参考) 4E087 BA02  
4K022 AA01 AA04 AA05 AA06 AA16 AA17 AA21 AA27 AA29 AA31  
AA32 BA02 CF03